

004/014790
09.11.2004

日本国特許庁
JAPAN PATENT OFFICE

別紙添付の書類に記載されている事項は下記の出願書類に記載されている事項と同一であることを証明する。

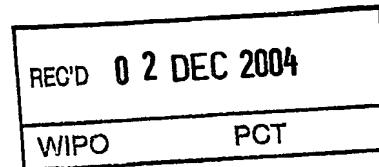
This is to certify that the annexed is a true copy of the following application as filed with this Office.

出願年月日
Date of Application: 2003年 9月30日

出願番号
Application Number: 特願2003-341152

[ST. 10/C]: [JP2003-341152]

出願人
Applicant(s): 新日本製鐵株式会社

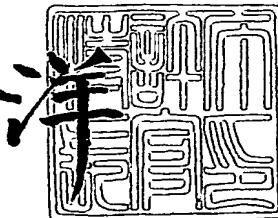


PRIORITY DOCUMENT
SUBMITTED OR TRANSMITTED IN
COMPLIANCE WITH
RULE 17.1(a) OR (b)

2004年10月 4日

特許庁長官
Commissioner,
Japan Patent Office

小川



BEST AVAILABLE COPY

出証番号 出証特2004-3089097

【書類名】 特許願
【整理番号】 1034524
【提出日】 平成15年 9月30日
【あて先】 特許庁長官 今井 康夫 殿
【国際特許分類】 C22C 38/00
【発明者】
【住所又は居所】 千葉県富津市新富20-1 新日本製鐵株式会社 技術開発本部
【氏名】 内
吉永 直樹
【発明者】
【住所又は居所】 千葉県君津市君津1番地 新日本製鐵株式会社 君津製鐵所内
【氏名】 佐久間 康治
【発明者】
【住所又は居所】 千葉県君津市君津1番地 新日本製鐵株式会社 君津製鐵所内
【氏名】 樋渡 俊二
【発明者】
【住所又は居所】 東京都千代田区大手町2-6-3 新日本製鐵株式会社内
【氏名】 伊丹 淳
【特許出願人】
【識別番号】 000006655
【氏名又は名称】 新日本製鐵株式会社
【代理人】
【識別番号】 100099759
【弁理士】
【氏名又は名称】 青木 篤
【電話番号】 03-5470-1900
【選任した代理人】
【識別番号】 100077517
【弁理士】
【氏名又は名称】 石田 敬
【選任した代理人】
【識別番号】 100087413
【弁理士】
【氏名又は名称】 古賀 哲次
【選任した代理人】
【識別番号】 100113918
【弁理士】
【氏名又は名称】 亀松 宏
【選任した代理人】
【識別番号】 100082898
【弁理士】
【氏名又は名称】 西山 雅也
【手数料の表示】
【予納台帳番号】 209382
【納付金額】 21,000円
【提出物件の目録】
【物件名】 特許請求の範囲 1
【物件名】 明細書 1
【物件名】 要約書 1
【包括委任状番号】 0018106

【書類名】特許請求の範囲

【請求項1】

質量%で、

C : 0. 030%超～0. 10%未満、
 Si : 0. 35～0. 80%、
 Mn : 1. 7～3. 2%、
 P : 0. 001～0. 02%、
 S : 0. 0001～0. 006%、
 Al : 0. 060%以下、
 N : 0. 0001～0. 0070%、
 Ti : 0. 01～0. 055%、
 Nb : 0. 012～0. 055%、
 Mo : 0. 07～0. 55%、
 B : 0. 0005～0. 0040%、

を含有し、残部が鉄および不可避的不純物からなる鋼であり、降伏比が0. 68以上0. 92未満で、鋼板の板厚1/8層における板面と平行な {110} 面のX線強度比が1. 0以上であり、かつ、引張最高強度(TS)が780MPa以上であることを特徴とする溶接性と延性に優れた高降伏比高強度熱延鋼板。

【請求項2】

さらに、質量%で、Cr : 0. 01～1. 5%を含有することを特徴とする請求項1に記載の溶接性と延性に優れた高降伏比高強度熱延鋼板。

【請求項3】

さらに、質量%で、Ni : 0. 01～2. 0%、Cu : 0. 001～2. 0%の1種または2種を含有することを特徴とする請求項1または2に記載の溶接性と延性に優れた高降伏比高強度熱延鋼板。

【請求項4】

さらに、質量%で、Co : 0. 01～1%、W : 0. 01～0. 3%の1種または2種を含有することを特徴とする請求項1～3のいずれかに記載の溶接性と延性に優れた高降伏比高強度熱延鋼板。

【請求項5】

さらに、質量%で、Zr、Hf、Ta、Vの1種または2種以上を合計で0. 001～1%含有することを特徴とする請求項1～4のいずれかに記載の溶接性と延性に優れた高降伏比高強度熱延鋼板。

【請求項6】

さらに、質量%で、Ca、Mg、La、Y、Ceの1種または2種以上を合計で0. 001～0. 5%含有することを特徴とする請求項1～5のいずれかに記載の溶接性と延性に優れた高降伏比高強度熱延鋼板。

【請求項7】

さらに、質量%で、La、Y、Ce以外のREMを合計で0. 0001～0. 5%含有することを特徴とする請求項1～6のいずれかに記載の溶接性と延性に優れた高降伏比高強度熱延鋼板。

【請求項8】

請求項1～7のいずれかに記載の化学成分からなる熱延鋼板に、溶融亜鉛めっき処理したことを特徴とする溶接性と延性に優れた高降伏比高強度溶融亜鉛めっき鋼板。

【請求項9】

請求項1～7のいずれかに記載の化学成分からなる熱延鋼板に、溶融亜鉛めっき処理し、さらに合金化処理したことを特徴とする溶接性と延性に優れた高降伏比高強度合金化溶融亜鉛めっき鋼板。

【請求項10】

請求項1～7のいずれかに記載の化学成分からなる铸造スラブを、直接または一旦冷却

した後に1160℃以上に加熱し、Ar3変態温度以上で熱間圧延を完了し、700℃以下の温度で巻取ることを特徴とする溶接性と延性に優れた高降伏比高強度熱延鋼板の製造方法。

【請求項11】

請求項1～7のいずれかに記載の化学成分からなる铸造スラブを、直接または一旦冷却した後に1160℃以上に加熱し、Ar3変態温度以上で熱間圧延を完了し、700℃以下の温度で巻取り、その後、連続溶融亜鉛めっきラインを通板するに際して、最高加熱温度を500℃以上950℃以下とし、(亜鉛めっき浴温度-40)℃～(亜鉛めっき浴温度+50)℃に冷却後、亜鉛めっき浴に浸漬し、圧下率0.1%以上のスキンパスを行うことを特徴とする溶接性と延性に優れた高降伏比高強度溶融亜鉛めっき熱延鋼板の製造方法。

【請求項12】

請求項1～7のいずれかに記載の化学成分からなる铸造スラブを、直接または一旦冷却した後に1160℃以上に加熱し、Ar3変態温度以上で熱間圧延を完了し、700℃以下の温度で巻取り、その後、連続溶融亜鉛めっきラインを通板するに際して、最高加熱温度を500℃以上950℃以下とし、(亜鉛めっき浴温度-40)℃～(亜鉛めっき浴温度+50)℃に冷却後、亜鉛めっき浴に浸漬し、引き続いて480℃以上の温度で合金化処理を施し、圧下率0.1%以上のスキンパスを行うことを特徴とする溶接性と延性に優れた高降伏比高強度合金化溶融亜鉛めっき熱延鋼板の製造方法。

【書類名】明細書

【発明の名称】溶接性と延性に優れた高降伏比高強度熱延鋼板及び高降伏比高強度溶融亜鉛めっき鋼板、並びに、高降伏比高強度合金化溶融亜鉛めっき鋼板とその製造方法

【技術分野】

【0001】

本発明は、自動車、建材、家電などに適する、高降伏比でかつ溶接性と延性に優れた高強度熱延鋼板と該熱延鋼板に溶融亜鉛めつき処理を施した高強度溶融亜鉛めっき鋼板、更に合金化処理を施した合金化溶融亜鉛めっき鋼板とその製造方法に関するものである。

【背景技術】

【0002】

近年、特に自動車車体において燃費向上や耐久性向上を目的とした加工性の良い高強度鋼板の需要が高まっている。加えて、衝突安全性やキャビンスペースの拡大のニーズから引張強さにして 780 MPa 級クラス以上の鋼板が、車体骨格用部材やレインフォースなどの部材に使用されつつある。

【0003】

車体骨格用の鋼板としてまず重要なのは、スポット溶接性である。車体骨格部材は衝突時に衝撃を吸収することによって、搭乗者を保護する役割を担っている。スポット溶接部の強度が十分でないと衝突時に破断し、十分な衝突エネルギー吸収性能を得ることができない。溶接性を考慮した高強度鋼板に関する技術には、例えば、特許文献1や特許文献2がある。

【0004】

次に、降伏強度が高いことが重要である。すなわち、降伏比が高い材料は衝突エネルギー吸収能に優れている。高い降伏比を得るために組織をペイナイト化することが有用であり、特許文献3には、ペイナイト組織を主相とする鋼板と製造方法が示されている。

【0005】

最後に鋼板の加工性、すなわち、延性、曲げ性、伸びフランジ性などである。例えば、穴拡げ性については、非特許文献1にあるように、主相をペイナイトとして穴拡げ性を向上させ、さらには張り出し成形性についても、第2相に残留オーステナイトを生成させることで現行の残留オーステナイト鋼並の張り出し性を示すことが開示されている。さらには、Ms 温度以下でオーステンパ処理をすることで体積率 2~3% の残留オーステナイトを生成させると、引張り強度×穴拡率が最大となることも示されている。

【0006】

また、高強度材の高延性化を図るために、複合組織を積極的に活用することが一般的である。しかし、第2相にマルテンサイトや残留オーステナイトを活用した場合に、穴拡げ性が著しく低下してしまうという問題がある（例えば、非特許文献2、参照）。また、本文献中には、主相をフェライト、第2相をマルテンサイトとし、両者の硬度差を減少させることで穴拡げ率が向上することが開示されている。穴拡げ性と延性に優れた熱延鋼板の例としては、特許文献4がある。

【0007】

しかしながら、780 MPa 以上の引張強度を有する鋼板について、高い降伏比と良好な延性とを兼備し、さらに、スポット溶接性の良好な鋼板については十分な検討がなされたとは言い難い。特に、スポット溶接性に関しては、高強度鋼板となるとむしろ溶接部強度が低下したり、散り発生領域となる溶接電流で溶接を行うと、溶接部強度が著しく低下したり、ばらついたりするという問題があり、高強度鋼板市場拡大の阻害要因となっていた。

【0008】

【特許文献1】特開2003-193194号公報

【特許文献2】特開2000-80440号公報

【特許文献3】特開2001-355043号公報

【特許文献4】特開2001-366043号公報

【非特許文献1】 CAMP-I S I J v o l . 1 3 (2 0 0 0) p 3 9 5

【非特許文献2】 CAMP-I S I J v o l . 1 3 (2 0 0 0) p 3 9 1

【発明の開示】

【発明が解決しようとする課題】

【0009】

780 MPa 以上の引張最高強度を有し、降伏比が高く、かつ、自動車車体骨格部品に適合し得る延性と溶接性を兼ね備えた鋼板を提供することにある。

【課題を解決するための手段】

【0010】

本発明者らは、種々検討を行った結果、車体骨格用部材に適合する鋼板として溶接性を確保するためには、C量が最も重要で、これが0.1%以上となってはならないことを見出した。

【0011】

C量の上限が0.1%未満という条件下で、高降伏比と延性とを両立させることは非常に困難であったが、これを達成しうる基本的な手段を見出した。

【0012】

それは、Si、Mn、Ti、Nb、Mo、Bの6種類の元素を所定の範囲で同時に添加することである。降伏比については、高い方が衝突吸収エネルギーの観点で有利であることは上述のとおりであるが、あまり高すぎるとプレス成形時の形状凍結性が劣悪となるので0.92を超えないことが重要である。

【0013】

この観点でも、上記の元素の同時添加が非常に重要であり、これによって降伏比を適度に高めることが可能となることを発見した。

【0014】

また、これら6種類の元素を同時に所定の量添加することで良好な溶接性を得ることができることも併せて見出した。

【0015】

本発明は、上記知見に基づいて完成されたもので、その要旨とするところは以下の通りである。

【0016】

(1) 質量%で、

C : 0.030%超~0.10%未満、

Si : 0.35~0.80%、

Mn : 1.7~3.2%、

P : 0.001~0.02%、

S : 0.0001~0.006%、

A1 : 0.060%以下、

N : 0.0001~0.0070%、

Ti : 0.01~0.055%、

Nb : 0.012~0.055%、

Mo : 0.07~0.55%、

B : 0.0005~0.0040%、

を含有し、残部が鉄および不可避的不純物からなる鋼であり、降伏比が0.68以上0.92未満で、鋼板の板厚1/8層における板面と平行な {110} 面のX線強度比が1.0以上であり、かつ、引張最高強度 (TS) が780 MPa 以上であることを特徴とする溶接性と延性に優れた高降伏比高強度熱延鋼板。

【0017】

(2) さらに、質量%で、Cr : 0.01~1.5%を含有することを特徴とする上記(1)に記載の溶接性と延性に優れた高降伏比高強度熱延鋼板。

【0018】

(3) さらに、質量%で、Ni:0.01~2.0%、Cu:0.001~2.0%の1種または2種を含有することを特徴とする上記(1)または(2)に記載の溶接性と延性に優れた高降伏比高強度熱延鋼板。

【0019】

(4) さらに、質量%で、Co:0.01~1%、W:0.01~0.3%の1種または2種を含有することを特徴とする上記(1)~(3)のいずれかに記載の溶接性と延性に優れた高降伏比高強度熱延鋼板。

【0020】

(5) さらに、質量%で、Zr、Hf、Ta、Vの1種または2種以上を合計で0.01~1%含有することを特徴とする上記(1)~(4)のいずれかに記載の溶接性と延性に優れた高降伏比高強度熱延鋼板。

【0021】

(6) さらに、質量%で、Ca、Mg、La、Y、Ceの1種または2種以上を合計で0.0001~0.5%含有することを特徴とする上記(1)~(5)のいずれかに記載の溶接性と延性に優れた高降伏比高強度熱延鋼板。

【0022】

(7) さらに、質量%で、La、Y、Ce以外のREMを合計で0.0001~0.5%含有することを特徴とする上記(1)~(6)のいずれかに記載の溶接性と延性に優れた高降伏比高強度熱延鋼板。

【0023】

(8) 上記(1)~(7)のいずれかに記載の化学成分からなる熱延鋼板に、溶融亜鉛めっき処理したことを特徴とする溶接性と延性に優れた高降伏比高強度熱延鋼板。

【0024】

(9) 上記(1)~(7)のいずれかに記載の化学成分からなる熱延鋼板に、溶融亜鉛めっき処理し、さらに合金化処理したことを特徴とする溶接性と延性に優れた高降伏比高強度合金化溶融亜鉛めっき鋼板。

【0025】

(10) 上記(1)~(7)のいずれかに記載の化学成分からなる铸造スラブを、直接または一旦冷却した後に1160℃以上に加熱し、Ar3変態温度以上で熱間圧延を完了し、700℃以下の温度で巻取ることを特徴とする溶接性と延性に優れた高降伏比高強度熱延鋼板の製造方法。

【0026】

(11) 上記(1)~(7)のいずれかに記載の化学成分からなる铸造スラブを、直接または一旦冷却した後に1160℃以上に加熱し、Ar3変態温度以上で熱間圧延を完了し、700℃以下の温度で巻取り、その後、連続溶融亜鉛めっきラインを通板するに際して、最高加熱温度を500℃以上950℃以下とし、(亜鉛めっき浴温度-40)℃~(亜鉛めっき浴温度+50)℃に冷却後、亜鉛めっき浴に浸漬し、圧下率0.1%以上のスキップスを行なうことを特徴とする溶接性と延性に優れた高降伏比高強度溶融亜鉛めっき熱延鋼板の製造方法。

【0027】

(12) 上記(1)~(7)のいずれかに記載の化学成分からなる铸造スラブを、直接または一旦冷却した後に1160℃以上に加熱し、Ar3変態温度以上で熱間圧延を完了し、700℃以下の温度で巻取り、その後、連続溶融亜鉛めっきラインを通板するに際して、最高加熱温度を500℃以上950℃以下とし、(亜鉛めっき浴温度-40)℃~(亜鉛めっき浴温度+50)℃に冷却後、亜鉛めっき浴に浸漬し、引き続いて480℃以上の温度で合金化処理を施し、圧下率0.1%以上のスキップスを行なうことを特徴とする溶接性と延性に優れた高降伏比高強度合金化溶融亜鉛めっき熱延鋼板の製造方法。

【発明の効果】

【0028】

本発明により、引張強さ TS が 780 MPa 以上である溶接性と延性とに優れた高降伏比高強度熱延鋼板、高降伏比高強度溶融亜鉛めっき鋼板、さらには、高降伏比高強度合金化溶融亜鉛めっき鋼板を得ることができる。

【発明を実施するための最良の形態】

【0029】

以下、本発明を詳細に説明する。

【0030】

先ず、本発明における铸造スラブの化学成分の限定理由について述べる。なお、%は質量%を意味する。

【0031】

C : 0.030%超～0.10%未満

Cは高強度化に有効な元素であるので、0.030%超の添加が必要である。一方、0.10%以上となると、溶接性が劣化し、自動車車体骨格用部品などに適用した場合に、接合部強度や疲労強度の観点で問題を生ずる場合がある。また、0.10%以上となると、穴抜け性が劣化するので、0.10%を上限とする。0.035～0.09%がより好ましい範囲である。

【0032】

Si : 0.35～0.80%

Siは、本発明において重要である。すなわち、本発明においては0.35%以上のSiを添加する。これは良好な延性を確保するのに必須だからである。このようなSiの効果は、後述するMn、Ti、Nb、Mo、Bとの複合添加によってより顕著な効果を発現する。

【0033】

一般に、低降伏比鋼、例えば、フェライトとマルテンサイトからなるデュアルフェース鋼は良好な延性を有するのに対して、降伏比の高い鋼板の延性はさほど高くない。本発明の鋼板は降伏比が高いことが前提であるため、延性確保のためにSiの添加が必須となる。また、比較的粗大な炭化物の生成を抑制することで穴抜け性を向上させる。

【0034】

過剰添加はめっき性を劣悪にするほか、溶接性や延性にも悪影響を及ぼすので0.80%を上限とする。0.65%がより好ましい上限である。

【0035】

Mn : 1.7～3.2%

Mnは、フェライト変態を抑制して、主相をベイナイトまたはベニティックフェライトとすることで均一組織をもたらす働きがあるほか、強度低下と穴抜け性劣化の1つの原因である炭化物析出や、パーライト生成を抑制する。また、降伏比を高めるのにも有効である。

【0036】

したがって、1.7%以上を添加する。1.7%未満では、Si、Mo、Ti、Nb、Bとの複合添加によって、低Cでありながら高い降伏比と良好な延性とを両立させることができない。

【0037】

しかし、過剰な添加は、溶接性を劣化させる他、多量のマルテンサイト生成を促進したり、偏析などによって延性や穴抜け性の著しい低下を招くために3.2%を上限とする。1.8～2.6%がより好ましい範囲である。

【0038】

P : 0.001～0.02%

Pは、強化元素であるが、過剰な添加は穴広げ性や曲げ性、さらには、溶接部の接合強度や疲労強度を劣化させるので、上限を0.02%とする。一方、極低P化は経済的にも不利であることから0.001%を下限とする。0.003～0.014%の範囲がより好ましい。

【0039】

S : 0. 0001 ~ 0. 006%

極低S化は経済的に不利であることから、0. 0001%を下限とした。一方、0. 006%を上限としたのは、これを超える量の添加では、鋼板の穴抜け性や曲げ性、さらには、溶接部の接合強度や疲労強度に悪影響を及ぼすためである。より好ましくは、0. 003%を上限とする。

【0040】

A1 : 0. 060%以下

A1は脱酸元素として有効であるが過剰に添加すると粗大なA1系の介在物、例えば、アルミナのクラスターを形成し曲げ性や穴抜け性を劣化させる。このため、0. 060%を上限とした。

【0041】

下限は特に限定しないが、脱酸をA1によって行い、さらに残存するA1量を0. 003%以下とするのは困難であるので、0. 003%が実質的な下限である。脱酸をA1以外の元素で行ったり、A1以外の元素を併用したりする場合には、この限りではない。

【0042】

N : 0. 0001 ~ 0. 0070%

Nは高強度化やBH性(焼付き硬化性)を付与したりするのには役立つが、添加しすぎると、粗大な化合物を形成し曲げ性や穴抜け性を劣化させるので、0. 0070%を上限とする。一方、0. 0001%未満とすることは技術的に極めて困難なので、0. 0001%を下限とする。0. 0010 ~ 0. 0040%がより好ましい範囲である。

【0043】

Ti : 0. 01 ~ 0. 055%

Nb : 0. 012 ~ 0. 055%

Mo : 0. 07 ~ 0. 55%

B : 0. 0005 ~ 0. 0040%

本発明において極めて重要である。すなわち、これら4種類の元素をSi、Mnと同時に添加することによって、高降伏比が得られ、かつ、車体骨格部品に成形加工するのに必要な延性を初めて確保できることが明らかとなった。

【0044】

さらに、SiやMnの添加は溶接性を劣化させることができているが、これら4種類の元素を所定の量、同時に添加することで、良好な溶接性を確保できることを見出した。

【0045】

このような複合添加によって上記のような効果が発現することについては、本発明者らが溶接性と延性、さらには、高降伏比とを兼備した鋼を創出するとの課題のもとに種々の鋼について鋭意検討した結果初めて見出されたものである。

【0046】

各元素の量は、このような観点から決定されたものであり、この範囲から外れては十分な効果を得ることができない。より好ましい範囲は以下のとおりである。Ti : 0. 018 ~ 0. 030%未満、Nb : 0. 017 ~ 0. 036%、Mo : 0. 08 ~ 0. 30%未満、B : 0. 0011 ~ 0. 0033%。

【0047】

本発明で得られる鋼板の降伏比は0. 68以上0. 92未満である。0. 68未満では十分な衝突安全性を確保できない場合がある。一方、0. 92以上ではプレス成形時の形状凍結性が劣悪となるので上限を0. 92未満とする。より好ましくは、0. 72 ~ 0. 90、さらに好ましくは0. 76 ~ 0. 88である。なお、降伏比は、圧延方向と垂直方向を引張方向とするJIS5号引張試験片により評価する。

【0048】

本発明の鋼板の板厚1/8層における板面と平行な{110}面のX線強度比は1. 0以上である。これによって、圧延方向に対して45°方向の絞り性が向上する場合がある

。また、本発明が属する熱延鋼板では、これを1.0未満とするには潤滑圧延等を施す必要があり、コスト高となる。好ましくは、1.3以上である。

【0049】

なお、X線による面強度比の測定は、例えば、新版カリティX線回折要論（1986年発行、松村源太郎訳、株式会社アグネ）290-292頁に記載の方法に従って行えばよい。

【0050】

面強度比とは、本発明の鋼板の{110}面X線強度を標準サンプル（ランダム方位サンプル）の{110}面X線強度によって規格化した値を言う。

【0051】

板厚1/8層とは、全板厚を1としたとき、板厚表面側から中心側に向かって1/8厚入った面をさす。試料調整に際して1/8層を正確に削りだすことは困難なので、板厚の3/32層～5/32層の範囲を1/8層と定義する。

【0052】

試料作製の際は、機械研磨によって粗仕上げを行い、#800～1200程度の研磨紙で仕上げ、最終的に化学研磨で20ミクロン厚以上除去する。

【0053】

本発明で得られる鋼板のスポット溶接性は、散り発生領域となる溶接電流であっても、散り発生直前の溶接電流で溶接した際の十字型引張試験による引張荷重（CTS）に比較して、CTSの劣化率が小さいことに特徴がある。

【0054】

すなわち、通常の鋼板では散り発生を伴う溶接を行うと、CTSが大きく低下したりCTSのばらつきが大きくなるのに対して、本発明の鋼板ではCTSの低下率やばらつきが小さい。

【0055】

散り発生領域での溶接電流値としては、散り発生直前の電流値（CEとする）に1.5kAを加えた電流値とする。溶接電流をCEとする溶接を10回行ったときのCTSの最低値を1としたとき、溶接電流を（CE+1.5）kAとする試験を10回行ったときのCTSの最低値が0.7以上となる。好ましくは0.8以上、さらに好ましくは0.9以上である。なお、CTSはJIS Z 3137の方法に準拠して評価する。

【0056】

次に、上記（2）～（7）の要件について述べる。

【0057】

Cr: 0.01～1.5%

Crは、高強度化に有効であるほか、炭化物生成の抑制とベイナイトおよびベイニティックフェライト生成を通じて曲げ性や穴抜け性を向上する。また、高強度化に対する効果の割には溶接性の劣化が小さい元素であるので、必要に応じて添加する。

【0058】

0.01%未満の添加では顕著な効果が得られないのでこれを下限とし、一方、1.5%を超える量の添加では、加工性やめっき性に悪影響を及ぼすため、1.5%を上限とした。好ましくは、0.2～0.8%である。

【0059】

Ni: 0.01～2.0%

Cu: 0.001～2.0%

本発明が対象とする鋼は、強度～穴抜け性バランスに悪影響を与えるめっき性を向上させることを目的として、Cu、Niを添加することができる。Niは、めっき性向上以外には焼き入れ性向上の目的もあり、0.01%以上とし、2.0%を超える量の添加では、合金コストの増加、加工性、特にマルテンサイト生成に伴う硬度上昇に寄与して悪影響を及ぼすため、2.0%を上限とする。

【0060】

Cuは、めっき性向上以外には強度の向上の目的もあり、0.001%以上の添加とし、2.0%を超える量の添加では、加工性やリサイクル性に悪影響を及ぼす。

【0061】

本発明の鋼板の場合、Siが含有されているので、Niを0.2%以上、Cuを0.1%以上とすることが、めっき性と合金化反応性の観点から望ましい。

【0062】

Co: 0.01~1%

W: 0.01~0.3%

さらには、Co、Wの1種または2種を含有できる。

【0063】

Coは、ペイナイト変態制御による強度一穴抜け性（および曲げ性）の良好なバランスのため、0.01%以上の添加とした。しかし、高価な元素であるため多量添加は経済性を損なうため、1%以下にすることが望ましい。

【0064】

Wは、0.01%以上で強化効果が現れること、0.3%を上限としたのは、これを超える量の添加では、加工性に悪影響を及ぼすためである。

【0065】

さらに、本発明が対象とする鋼は、強度と穴抜け性とのバランスのさらなる向上を目的として強炭化物形成元素であるZr、Hf、Ta、Vの1種または2種以上を合計で0.001%以上添加としてもよい。一方で、延性や熱間加工性の劣化を招くことから、1種または2種以上の合計添加量の上限を1%とした。

【0066】

Ca、Mg、La、Y、Ceは、適量添加により介在物制御、特に微細分散化に寄与することから、これらの1種または2種以上の添加量を、合計で0.0001%以上とし、一方で、過剰添加は、铸造性や熱間加工性などの製造性および鋼板製品の延性を低下させるので、0.5%を上限とした。

【0067】

La、Y、Ce以外のREMも適量添加により介在物制御、特に、微細分散化に寄与することから、必要に応じて0.0001%以上添加し、一方で、過剰添加は、コストアップを伴うほか、铸造性や熱間加工性などの製造性および鋼板製品の延性を低下させるので、0.5%を上限とする。

【0068】

不可避的不純物として、例えば、SnやSbなどがあるが、これら元素を合計で0.2%以下の範囲で含有しても、本発明の効果を損なうものではない。

【0069】

Oは特に限定しないが、適量を含有すると曲げ性や穴抜け性を改善する効果がある。一方、多すぎると逆にこれらの特性を劣化させるので、0.0005~0.004%の範囲とするのが好ましい。

【0070】

鋼板のミクロ組織は特に限定するものではないが、高い降伏比と良好な延性を得るには、主相としてペイナイトまたはペイニティックフェライトが適しており、面積率で30%以上とする。ここで言うペイナイトは、ラス境界に炭化物が生成している上部ペイナイトおよびラス内に微細炭化物が生成している下部ペイナイトの双方を含む。

【0071】

また、ペイニティックフェライトは、炭化物のないペイナイトを意味し、例えば、アシキュラーフェライトがその1例である。

【0072】

穴抜け性や曲げ性の向上には、炭化物が微細分散している下部ペイナイトもしくは炭化物の無いペイニティックフェライトやフェライトが主相で、面積率が85%を超えることが望ましい。

【0073】

一般に、フェライトは軟質であり、鋼板の降伏比を低下させるが、転位密度の高いフェライトはこの限りではない。なお、上記ミクロ組織の各相、フェライト、ペイニティックフェライト、ペイナイト、オーステナイト、マルテンサイト、界面酸化相および残部組織の同定、存在位置の観察および面積率の測定は、ナイタール試薬および特開昭59-219473号公報に開示された試薬により鋼板圧延方向断面または圧延直角方向断面を腐食して、500倍～1000倍の光学顕微鏡観察および1000～100000倍の電子顕微鏡（走査型および透過型）により定量化が可能である。

【0074】

各20視野以上の観察を行い、ポイントカウント法や画像解析により、各組織の面積率を求めることができる。

【0075】

次に、上記（10）、（11）、および、（12）の溶接性と延性に優れた高降伏比高強度鋼板、高降伏比高強度溶融亜鉛めっき鋼板、高降伏比高強度合金化溶融亜鉛めっき鋼板の製造方法について、以下に述べる。

【0076】

成分調整は、通常の高炉一転炉法のほか電気炉等で行ってもよい。

【0077】

鋳造法も特に限定するものではない、通常の連続鋳造法やインゴット法、薄スラブ鋳造によって製造すればよい。

【0078】

鋳造スラブを一旦冷却し再加熱してから熱間圧延を施してもよいし、冷却せずに直接熱間圧延を行ってもよい。一旦1160℃未満となった場合には、1160℃以上に加熱する。この温度が1160℃未満では偏析などの影響で製品の曲げ性や穴抜け性が劣化するのでこれを下限とする。好ましくは1200℃以上、より好ましくは1230℃以上である。

【0079】

熱延の最終仕上げ温度はAr3変態温度以上とする。この温度がAr3変態温度未満となると、熱延板中に圧延方向に展伸したフェライト粒が生成し、延性や曲げ性が劣化する。

【0080】

熱延後は700℃以下で巻き取る。この温度が700℃超となると熱延組織中にフェライトやパーライトが多量に生成するため高い降伏比を得ることができない。650℃以下さらには600℃がより好ましい。

【0081】

下限は特に定めないが、室温以下とするのは困難であるので、室温を下限とすることが好ましい。なお、粗圧延バー同士を接合して連続的に仕上げ熱延を行ってもよい。この際に粗圧延バーを一旦巻き取っても構わない。

【0082】

このようにして製造した熱延鋼板を酸洗後、必要に応じてスキンパスを行ってもよい。形状矯正、耐常温時効性の改善、強度調整等のため4.0%まで行ってもよい。4.0%を超えると延性が著しく劣化するので、4.0%を上限とする。

【0083】

0.1%未満では効果が小さく、制御も困難なので、0.1%が下限である。スキンパスはインラインで行っても良いし、オフラインで行っても良い。また、一度に目的の圧下率のスキンパスを行っても良いし、数回に分けて行っても構わない。

【0084】

このようにして製造した熱延鋼板を連続溶融亜鉛めっきラインに通板して溶融亜鉛めっき処理を施す際、最高加熱温度を500℃以上950℃以下とする。500℃未満では、めっき浴に鋼板が装入される際に鋼板温度が400℃となってしまい、めっき浴温度が低下し、生産性を低下させる原因となる。

【0085】

一方、950℃超では、板破断や表面性状の劣化を誘発するので、950℃を上限とする。600℃以上900℃未満がより好ましい範囲である。

【0086】

いわゆる無酸化炉（NOF）一還元炉（RF）からなる溶融亜鉛めっきラインの場合には、無酸化炉での空気比を0.9～1.2とすることにより、鉄の酸化を促し、続く還元処理によって表面の鉄酸化物を金属鉄として、めっき性や合金化反応性を向上することができる。また、NOFのないタイプの溶融亜鉛めっきラインでは、露点を-20℃以上とすることが、めっき性や合金化反応性に有利に働く。

【0087】

めっき浴浸漬前の板温はめっき浴温度を一定に保ち生産効率を確保する観点で重要である。（亜鉛めっき浴温度-40）℃～（亜鉛めっき浴温度+50）℃の範囲が好ましく、（亜鉛めっき浴温度-10）℃～（亜鉛めっき浴温度+30）℃がより好ましい範囲である。この温度が（亜鉛めっき浴温度-40）℃を下回ると、降伏比が0.68を下回る場合もある。

【0088】

その後合金化処理を行う場合は、480℃以上の温度に加熱し亜鉛めっき層を鉄と反応させZn-Fe合金層とする。この温度が480℃未満では、合金化反応が十分に進行しないので、480℃を下限とする。

【0089】

上限は特に設けないが、600℃以上では合金化が進みすぎてめっき層が剥離しやすくなるので、600℃未満とすることが好ましい。

【0090】

溶融亜鉛めっき処理後、あるいは、合金化処理後に、形状矯正、耐常温時効性の改善、強度調整等のため、0.1%以上の圧下率のスキンパスを施す。0.1%未満では十分な効果が得られない。上限は特に設けないが、必要に応じて5%までのスキンパスを行う。スキンパスはインライン、オフラインのいずれで行ってもよく、また複数回に分けて実施してもよい。

【0091】

本発明の鋼は、溶接性にも優れている。溶接方法については、上述の通りスポット溶接に対して特に優れた特性を示す他、通常行われる溶接方法、例えば、アーク、TIG、MIG、マッシュおよびレーザー等の溶接方法にも適合する。

【0092】

本発明の鋼はホットプレスにも適合する。すなわち、本鋼板を900℃以上の温度に加熱後、プレス成形して焼き入れることによって降伏比の高い成形品を得ることができ、その後の溶接性にも優れている。

【0093】

また、本発明の鋼は耐水素脆性にも優れている。

【0094】

以下、実施例によって本発明をさらに詳細に説明する。

【実施例1】

【0095】

表1に示すような化学組成を転炉にて調整しスラブとした。スラブを1240℃に加熱し、Ar3変態温度以上である890℃～910℃で熱延を完了し、600℃で巻き取った厚さ1.8mmの鋼帯を酸洗後、表2に示した圧下率のスキンパスを施した。これらの鋼板からJIS5号引張り試験片を採取して、圧延方向に対して直角方向の引張特性を測定した。

【0096】

スポット溶接は次の条件で行った。電極（ドーム型）：先端径8mmφ、加圧力：5.6kN、溶接電流：散り発生直前の電流（CE）および（CE+1.5）kA、溶接時間

：17サイクル、保持時間：10サイクル。溶接後、JIS Z 3137に準拠して十字型引張試験を行った。

【0097】

溶接電流をCEとする溶接を10回行ったときのCTSの最低値を1としたとき、溶接電流を散り発生領域である(CE+1.5)kAとする溶接を10回行ったときのCTSの最低値が0.7未満を×、0.7以上0.8未満を○、0.8以上を◎とした。本発明の鋼板は溶接性に優れ高降伏比でありながら、比較的延性にも優れていることが分かる。

【0098】

【表1】

表1	C	Si	Mn	P	S	Al	N	Ti	Nb	Mo	B	その他	本発明	
													比較例	本発明
A-1	0.033	0.59	2.10	0.005	0.0022	0.031	0.0026	0.022	0.019	0.29	0.0030		0.0028	0.0028
A-2	0.034	0.57	2.09	0.004	0.0028	0.030	0.0025	0.003	0.020	0.30	0.0025		0.0025	0.0025
B-1	0.039	0.56	2.10	0.004	0.0024	0.028	0.0029	0.020	0.022	0.14	0.0019		0.0019	0.0019
B-2	0.035	0.55	2.12	0.005	0.0025	0.029	0.0030	0.019	0.020	0.30	0.0020		0.0020	0.0020
C-1	0.052	0.54	2.13	0.006	0.0031	0.028	0.0020	0.019	0.022	0.14	0.0019		0.0019	0.0019
C-2	0.050	0.54	2.08	0.005	0.0020	0.024	0.0025	0.020	—	0.15	0.0020		0.0020	0.0020
D-1	0.044	0.55	2.14	0.004	0.0026	0.025	0.0031	0.022	0.021	0.15	0.0022		0.0022	0.0022
D-2	0.042	0.56	2.16	0.005	0.0025	0.027	0.0022	0.015	0.019	—	0.0033		0.0033	0.0033
E-1	0.050	0.55	2.00	0.003	0.0024	0.030	0.0025	0.025	0.018	0.16	0.0030		0.0030	0.0030
E-2	0.050	0.55	2.01	0.004	0.0024	0.027	0.0023	0.023	0.021	—	—		0.0027	0.0027
E-3	0.049	0.28	1.98	0.004	0.0026	0.030	0.0028	0.024	0.019	0.15	0.0024		0.0024	0.0024
F-1	0.047	0.60	1.84	0.005	0.0019	0.034	0.0026	0.021	0.026	0.25	0.0024		0.0024	0.0024
F-2	0.046	0.62	1.66	0.006	0.0030	0.024	0.0028	0.024	0.024	0.30	0.0030		0.0030	0.0030
G-1	0.062	0.84	2.09	0.011	0.0016	0.029	0.0028	0.020	0.042	0.14	—		0.0027	0.0027
G-2	0.111	0.01	1.74	0.008	0.0026	0.030	0.0025	0.011	0.042	—	—		—	—
H-1	0.070	0.55	2.41	0.008	0.0023	0.022	0.0024	0.020	0.052	0.09	0.0011		0.0011	0.0011
H-2	0.075	1.33	2.25	0.008	0.0024	0.020	0.0029	0.020	0.020	0.08	0.0009		0.0009	0.0009
I-1	0.060	0.60	2.10	0.007	0.0020	0.034	0.0026	0.020	0.020	0.30	0.0030		0.0030	0.0030
I-2	0.061	0.58	2.08	0.006	0.0024	0.030	0.0034	—	—	0.35	0.0033		0.0033	0.0033
J-1	0.050	0.59	2.49	0.007	0.0021	0.030	0.0030	0.020	0.050	0.15	0.0031		0.0031	0.0031
J-2	0.123	0.52	2.51	0.007	0.0022	0.021	0.0027	—	—	—	—		—	—
K-1	0.085	0.60	2.52	0.004	0.0032	0.029	0.0023	0.019	0.021	0.15	0.0025		0.0025	0.0025
K-2	0.090	0.01	2.60	0.004	0.0029	0.028	0.0026	0.041	0.016	0.15	0.0023		0.0023	0.0023
L-1	0.081	0.61	2.49	0.011	0.0027	0.029	0.0027	0.020	0.022	0.14	0.0025		0.0025	0.0025
L-2	0.082	0.60	2.50	0.008	0.0031	0.027	0.0028	0.022	0.020	0.15	0.0020		0.0020	0.0020
M-1	0.074	0.55	2.65	0.003	0.0020	0.024	0.0021	0.023	0.040	0.30	0.0032		0.0032	0.0032
M-2	0.076	0.55	2.66	0.005	0.0019	0.025	0.0028	0.020	0.068	0.29	0.0026		0.0026	0.0026
N-1	0.089	0.60	2.44	0.004	0.0021	0.027	0.0026	0.018	0.022	0.15	0.0019		0.0019	0.0019
N-2	0.091	0.60	2.45	0.004	0.0018	0.030	0.0022	0.122	0.021	0.16	0.0022		0.0022	0.0022
O-1	0.079	0.58	2.51	0.004	0.0026	0.033	0.0028	0.015	0.016	0.15	0.0016		0.0016	0.0016
O-2	0.150	0.51	2.62	0.006	0.0022	0.026	0.0033	—	—	—	—		—	—
P-1	0.096	0.58	3.03	0.008	0.0016	0.007	0.0030	0.029	0.020	0.40	0.0029		0.0029	0.0029
P-2	0.153	0.72	2.98	0.007	0.0026	0.011	0.0025	0.016	—	—	—		—	—

【0099】

【表2】

表2	スキン/スリップ率,%	TS, MPa	YS, MPa	EI, %	YR	[110]*	スポット溶接性	備考	
								本発明	比較例
A-1	0.5	855	712	17	0.83	2.6	◎	◎	◎
A-2	0.5	822	536	17	0.85	1.5	◎	◎	◎
B-1	0.5	861	738	16	0.86	2.8	◎	◎	◎
B-2	0.5	839	555	16	0.66	2.9	◎	◎	◎
C-1	0.5	880	717	15	0.81	2.7	◎	◎	◎
C-2	0.5	904	582	14	0.64	1.8	◎	◎	◎
D-1	0.5	848	723	17	0.85	2.4	◎	◎	◎
D-2	0.5	827	519	17	0.63	2.5	◎	◎	◎
E-1	0.5	861	684	16	0.79	2.4	◎	◎	◎
E-2	0.5	836	487	17	0.58	1.7	◎	◎	◎
E-3	0.5	866	701	11	0.81	2.6	◎	◎	◎
F-1	0.5	845	702	17	0.83	1.9	◎	◎	◎
F-2	0.5	853	545	12	0.64	1.9	◎	◎	◎
G-1	0.5	902	494	14	0.55	1.7	◎	◎	◎
G-2	0.5	965	543	9	0.56	1.9	◎	◎	◎
H-1	0.5	1059	846	12	0.80	2.6	◎	◎	◎
H-2	0.5	1065	663	13	0.62	1.9	◎	◎	◎
I-1	0.5	1033	920	13	0.89	3.0	◎	◎	◎
I-2	0.5	991	588	12	0.59	2.1	◎	◎	◎
J-1	0.5	1070	865	12	0.81	3.1	◎	◎	◎
J-2	0.5	1243	945	4	0.76	1.6	◎	◎	◎
K-1	0.3	1167	879	12	0.75	2.9	◎	◎	◎
K-2	0.3	1211	956	4	0.79	3.0	◎	◎	◎
L-1	0.3	1110	887	14	0.80	2.6	◎	◎	◎
L-2	0.3	1105	712	9	0.64	2.6	◎	◎	◎
M-1	0.3	1238	906	10	0.73	3.6	◎	◎	◎
M-2	0.3	1252	970	6	0.77	2.5	◎	◎	◎
N-1	0.3	1180	977	12	0.83	2.3	◎	◎	◎
N-2	0.3	1196	1126	3	0.94	2.1	◎	◎	◎
O-1	0.3	1204	969	11	0.80	2.6	◎	◎	◎
O-2	0.3	1281	965	8	0.75	1.4	◎	◎	◎
P-1	0.2	1513	1218	7	0.81	2.3	◎	◎	◎
P-2						1.4	◎	◎	◎

* [110]とは板厚1/8層における[110]のX線面強度比

【实施例 2】

【0100】

実施例1の熱延鋼板を連続合金化溶融亜鉛めっき設備にて熱処理と溶融亜鉛めっきを施した。このとき最高到達温度を850℃とした。加熱速度20℃/sで740℃まで昇温し、次に、昇温速度2℃/秒で850℃まで昇温した後、0.2℃/秒の冷却速度で830℃まで冷却し、その後、冷却速度を2℃/秒とし460℃まで冷却した。

[0 1 0 1]

引き続き、めっき槽（浴組成：0.11%Al-Zn、浴温：460℃）に浸漬し、その後、3℃/sの昇温速度で表3に示した520℃～550℃の各温度まで加熱し、30秒保持して合金化処理を施した後、冷却した。

[0 1 0 2]

めっきの目付け量は、両面とも約50g/m²とした。スキンパスの圧下率は、表3に示したとおりである。

【0103】

これらの鋼板からJIS5号引張り試験片を採取して、圧延方向に対して直角方向の引張特性を測定した。各鋼板の引張特性、めっき性、合金化反応性、スポット溶接性を表3に示す。スポット溶接性の評価は実施例1と同様にして行い、めっき性、合金化反応性はそれぞれ以下のようにして評価した。

【0104】

(めっき性)

- ：不めっきなし
- △：不めっき若干あり
- ×：不めっき多い

(合金化反応性)

- ：表面外観に合金化ムラなし
- △：表面外観に合金化ムラ若干あり
- ×：表面外観に合金化ムラ多い

本発明の要件を満たす発明鋼は、比較鋼よりも降伏比と溶接性と強度とのバランスに優れていることがわかる。

【0105】

【表3】

表3	合金化処理温度, °C	スキンパス圧下率, %	YS, MPa	TS, MPa	EI, %	YR	[110]*		スボット溶接性	めつき性	合金化反応性	備考
							○	△				
A-1	520	1.0	811	674	18	0.83	2.3	○	○	○	○	本発明
A-2	520	1.0	754	506	19	0.87	0.9	○	○	○	○	比較例
B-1	520	1.0	815	699	17	0.86	2.5	○	○	○	○	本発明
B-2	520	1.0	781	512	17	0.66	2.5	○	○	○	○	比較例
C-1	520	1.0	843	700	17	0.83	2.6	○	○	○	○	本発明
C-2	520	1.0	822	529	16	0.64	1.5	○	○	○	○	比較例
D-1	520	1.0	819	683	18	0.83	2.4	○	○	○	○	本発明
D-2	520	1.0	788	495	18	0.63	1.8	○	○	○	○	比較例
E-1	520	1.0	820	695	17	0.85	2.5	○	○	○	○	本発明
E-2	520	1.0	765	448	19	0.59	1.3	○	○	○	○	比較例
E-3	520	1.0	856	691	9	0.81	2.8	○	○	○	○	本発明
F-1	520	1.0	807	657	18	0.81	1.7	○	○	○	○	比較例
F-2	520	1.0	816	511	15	0.62	1.5	○	○	○	○	本発明
G-1	520	1.0	859	506	15	0.59	1.4	○	○	○	○	比較例
G-2	540	0.7	802	492	14	0.61	1.8	○	○	○	○	本発明
H-1	540	0.7	1014	821	13	0.81	2.3	○	○	○	○	比較例
H-2	540	0.7	980	558	14	0.57	1.6	○	○	○	○	本発明
I-1	540	0.7	993	824	14	0.83	2.9	○	○	○	○	比較例
I-2	540	0.7	944	505	14	0.53	1.4	○	○	○	○	本発明
J-1	540	0.7	1067	866	12	0.81	2.9	○	○	○	○	比較例
J-2	540	0.7	1015	618	13	0.61	1.2	○	○	○	○	本発明
K-1	550	0.3	1247	943	11	0.76	3.0	○	○	○	○	比較例
K-2	550	0.3	1266	956	4	0.76	2.6	○	○	○	○	本発明
L-1	550	0.3	1183	895	12	0.76	2.5	○	○	○	○	比較例
L-2	550	0.3	1122	714	10	0.64	2.2	○	○	○	○	本発明
M-1	550	0.3	1276	971	9	0.76	3.4	○	○	○	○	比較例
M-2	550	0.3	1304	1218	3	0.92	2.2	○	○	○	○	本発明
N-1	550	0.3	1227	989	12	0.81	2.1	○	○	○	○	比較例
N-2	550	0.3	1179	1058	4	0.90	1.9	○	○	○	○	本発明
O-1	550	0.3	1234	1000	10	0.81	2.5	○	○	○	○	比較例
O-2	550	0.2	941	612	13	0.65	1.1	○	○	○	○	本発明
P-1	550	0.2	1568	1251	7	0.80	2.3	○	○	○	○	比較例
P-2	550	0.2	1480	1157	6	0.78	1.2	○	○	○	○	本発明

* [110] または板厚 1/8 層における [110] の X 線面強度比

【实施例 3】

[0106]

実施例1の熱延鋼板のうちB-1、E-2、L-1の3種類を連続合金化溶融亜鉛めっき設備にて熱処理と溶融亜鉛めっきを施した。このとき最高到達温度を700~970°Cまで変化させた。加熱速度20°C/sで(最高到達温度-100)°Cまで昇温し、次に、

昇温速度2°C/秒で最高到達温度まで昇温した後、0.2°C/秒の冷却速度で（最高到達温度-20）°Cまで冷却し、その後、冷却速度を2°C/秒とし460°Cまで冷却した。

【0107】

引き続き、めっき槽（浴組成：0.11%Al-Zn、浴温：460°C）に浸漬し、その後、3°C/sの昇温速度で、表4に示した520°C～550°Cの各温度まで加熱し、30秒保持して合金化処理を施した後、冷却した。

【0108】

めっきの目付け量は両面とも約50g/m²とした。スキンパスの圧下率は、表4に示したとおりである。

【0109】

本発明の要件を満たす場合には、比較例に比べて降伏比が高く溶接性にも優れている。

【0110】

【表4】

		最高到達温度, °C		合金化処理温度, °C		スキンパス圧下率, %		TS, MPa		YS, MPa		EI, %		YR		[110] *		スポット溶接性		備考		
B-1	700	520		0.5		784		687	18	0.88	2.4			◎		◎	◎	◎	◎	◎	◎	◎
	800	520		0.5		822		716	17	0.87	2.6					◎	◎	◎	◎	◎	◎	◎
	840	520		0.5		819		704	17	0.86	2.5					◎	◎	◎	◎	◎	◎	◎
	880	520		0.5		795		655	18	0.82	2.4					◎	◎	◎	◎	◎	◎	◎
	970	520		0.5		747		495	20	0.66	2.0					◎	◎	◎	◎	◎	◎	◎
						714		447	21	0.63	1.6					×	×	×	×	×	×	◎
E-2	700	550		0.5		746		478	19	0.64	1.5					◎	◎	◎	◎	◎	◎	◎
	800	550		0.5		766		469	18	0.61	1.4					◎	◎	◎	◎	◎	◎	◎
	840	550		0.5		703		423	20	0.60	1.2					◎	◎	◎	◎	◎	◎	◎
	880	550		0.5		668		382	22	0.57	0.9					◎	◎	◎	◎	◎	◎	◎
	970	550		0.5												◎	◎	◎	◎	◎	◎	◎
						1054		894	14	0.85	2.4					◎	◎	◎	◎	◎	◎	◎
I-1	700	550		0.3												◎	◎	◎	◎	◎	◎	◎
	800	550		0.3		1184		921	13	0.78	2.7					◎	◎	◎	◎	◎	◎	◎
	840	550		0.3		1179		902	12	0.77	2.6					◎	◎	◎	◎	◎	◎	◎
	880	550		0.3		1196		920	12	0.77	2.5					◎	◎	◎	◎	◎	◎	◎
	970	550		0.3		1042		668	13	0.64	2.5					◎	◎	◎	◎	◎	◎	◎
																◎	◎	◎	◎	◎	◎	◎
L-1	700	550		0.3												◎	◎	◎	◎	◎	◎	◎
	800	550		0.3		1179		902	12	0.77	2.6					◎	◎	◎	◎	◎	◎	◎
	840	550		0.3		1196		920	12	0.77	2.5					◎	◎	◎	◎	◎	◎	◎
	880	550		0.3		1042		668	13	0.64	2.5					◎	◎	◎	◎	◎	◎	◎
	970	550		0.3												◎	◎	◎	◎	◎	◎	◎
																◎	◎	◎	◎	◎	◎	◎

* [110]とは板厚1/8層における[110]のX線面強度比

表4

【実施例4】

【0111】

表1における試料E-1、E-2、I-1、I-2、L-1、L-2を実施例2と同様にしてめっき槽への浸漬まで行った後、室温まで空冷した。めっきの目付け量は両面とも約4.5 g/m²とした。スキンパスの圧下率は、表5に示したとおりである。本発明の要

件を満たす発明鋼は、比較鋼よりも降伏比と溶接性と強度とのバランスに優れていることがわかる。

【0112】

【表5】

	スキンパス圧下率,%	TS, MPa	YS, MPa	El, %	YR	[110]*	スポット溶接性	めつき性	備考	
									本発明 比較例	本発明 比較例
E-1	1.0	833	708	17	0.85	2.6	◎	○	○	○
E-2	1.0	771	428	18	0.56	1.3	×	○	○	○
I-1	0.7	1015	802	14	0.79	2.8	◎	○	○	○
I-2	0.7	956	486	14	0.51	1.3	×	○	○	○
L-1	0.3	1211	925	12	0.76	2.5	◎	×	○	○
L-2	0.3	1144	715	10	0.63	2.3	×	○	○	○

* [110]とは板厚1/8層における[110]のX線面強度比

【産業上の利用可能性】

【0113】

本発明により、引張強さ TS が 780 MPa 以上である溶接性と延性とに優れた高降伏比高強度熱延鋼板、高降伏比高強度溶融亜鉛めつき鋼板、さらには、高降伏比高強度合金化溶融亜鉛めつき鋼板を得ることができる。

【0114】

したがって、本発明により、鋼板の用途を拡大し、鉄鋼産業および、鉄鋼材利用産業の発展を促す。

【書類名】要約書

【要約】

【課題】 溶接性と延性に優れた高降伏比高強度熱延鋼板、高降伏比高強度溶融亜鉛めっき鋼板、および、高降伏比高強度合金化溶融亜鉛めっき鋼板とその製造方法を提供する。

【解決手段】 質量%で、C:0.030%超～0.10%未満、Si:0.35～0.80%、Mn:1.7～3.2%、P:0.001～0.02%、S:0.0001～0.006%、Al:0.060%以下、N:0.0001～0.0070%、Ti:0.01%～0.055%、Nb:0.012～0.055%、Mo:0.07～0.55%、B:0.0005～0.0040%を含有し、残部が鉄および不可避的不純物からなる鋼であり、降伏比が0.68以上0.92未満、鋼板板厚1/8層における板面と平行な{110}面のX線強度比が1.0以上であり、かつ、引張最高強度(TS)が780MPa以上であることを特徴とする溶接性と延性に優れた高降伏比高強度熱延鋼板である。

【選択図】 なし

特願 2003-341152

出願人履歴情報

識別番号 [000006655]

1. 変更年月日 1990年 8月10日

[変更理由] 新規登録

住所 東京都千代田区大手町2丁目6番3号
氏名 新日本製鐵株式会社

**This Page is Inserted by IFW Indexing and Scanning
Operations and is not part of the Official Record**

BEST AVAILABLE IMAGES

Defective images within this document are accurate representations of the original documents submitted by the applicant.

Defects in the images include but are not limited to the items checked:

- BLACK BORDERS**
- IMAGE CUT OFF AT TOP, BOTTOM OR SIDES**
- FADED TEXT OR DRAWING**
- BLURRED OR ILLEGIBLE TEXT OR DRAWING**
- SKEWED/SLANTED IMAGES**
- COLOR OR BLACK AND WHITE PHOTOGRAPHS**
- GRAY SCALE DOCUMENTS**
- LINES OR MARKS ON ORIGINAL DOCUMENT**
- REFERENCE(S) OR EXHIBIT(S) SUBMITTED ARE POOR QUALITY**
- OTHER:** _____

IMAGES ARE BEST AVAILABLE COPY.

As rescanning these documents will not correct the image problems checked, please do not report these problems to the IFW Image Problem Mailbox.